

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: 2001234281 A

(43) Date of publication of application: 28.08.01

BEST AVAILABLE COPY

(51) Int. Cl

C22C 38/00
C21D 8/02
C21D 9/46
C22C 38/10
C22C 38/58
C23C 2/06
C23C 2/28

(21) Application number: 2000043230

(22) Date of filing: 21.02.00

(71) Applicant: NIPPON STEEL CORP

(72) Inventor: FUJITA NOBUHIRO
TAKAHASHI MANABU
MORIMOTO YASUHIDE
MIYASAKA AKIHIRO

(54) **HIGH STRENGTH THIN STEEL SHEET
EXCELLENT IN ADHESION FOR GALVANIZING
AND FORMABILITY AND PRODUCING METHOD
THEREFOR**

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength thin steel sheet excellent in formability under ordinary treating conditions in the existing hot dip galvanizing line and to provide a treating method therefor.

SOLUTION: This high strength thin steel sheet excellent in adhesion for galvanizing and formability contains, by mass, 0.05 to 0.2% C, 0.01 to <0.3% Si, 0.5 to 3.0% Mn, 0.005 to 0.1% P, 0.001 to 2.0% Al, 0.005 to 2.0% Co, 0.0010 to 0.0100% N, and the balance Fe with inevitable impurities, and the method for producing the same is provided.

COPYRIGHT: (C)2001,JPO

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2001-234281

(P2001-234281A)

(43)公開日 平成13年8月28日 (2001.8.28)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テーマコード [*] (参考)
C 22 C 38/00	3 0 1	C 22 C 38/00	3 0 1 T 4 K 0 2 7
C 21 D 8/02		C 21 D 8/02	A 4 K 0 3 2
9/46		9/46	U 4 K 0 3 7
C 22 C 38/10		C 22 C 38/10	J

審査請求 未請求 請求項の数13 O L (全 8 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2000-43230(P2000-43230)

(22)出願日 平成12年2月21日 (2000.2.21)

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 藤田 展弘

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 高橋 学

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74)代理人 100074790

弁理士 椎名 強

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板とその製造方法

(57)【要約】

【課題】 現状の溶融亜鉛メッキラインの通常の処理条件にて成形性の優れた高強度薄鋼板とその製造方法を提供する。

【解決手段】 質量%で、C:0.05~0.2%、S:0.01~0.3%未満、Mn:0.5~3.0%、P:0.005~0.1%、Al:0.001~2.0%、Co:0.005~2.0%、N:0.0010~0.0100%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板とその製造方法。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C : 0. 05~0. 2%、
 Si : 0. 01~0. 3%未満、
 Mn : 0. 5~3. 0%、
 P : 0. 005~0. 1%、
 Al : 0. 001~2. 0%、
 Co : 0. 005~2. 0%、
 N : 0. 0010~0. 0100%

を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【請求項2】 質量%で、Mo : 0. 01~0. 50%を含んだ請求項1記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【請求項3】 質量%で、Nb、TiおよびVの1種又は2種以上を合計で0. 01~0. 3%を含む事を特徴とした請求項1または2記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【請求項4】 質量%で、Bを0. 0001~0. 01%を含むことを特徴とした請求項1~3のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【請求項5】 質量%で、Cr、CuおよびNiの1種又は2種以上を合計で0. 01~1. 5%を含む事を特徴とした請求項1~4のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【請求項6】 質量%で、Caおよび希土類元素の1種又は2種を合計で0. 0001~0. 5%含む事を特徴とした請求項1~5のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【請求項7】 質量%で、0. 9%以上の炭素を含む残留オーステナイト量が体積%で3%以上である請求項1~6のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【請求項8】 アスペクト比で0. 5~3. 0の等軸フェライトを体積率で50%以上含んだ請求項1~7のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【請求項9】 請求項1~8のいずれかに記載の薄鋼板に溶融亜鉛メッキを施した鋼板であって、該メッキ相中において質量%でFeを5~20%含有することを特徴とする亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【請求項10】 請求項1~6のいずれかに記載の成分を有する鋳造スラブを鋳造まま、もしくは一旦冷却した後に1000~1300°Cの範囲に再度加熱したのち、Ar₃変態温度-10°C以上、Ar₃変態温度+120°C未満で熱延を完了し、その後2°C/秒以上100°C/秒以下で鋼板を冷却し、250°C以上420°C未満で巻き取り、前記鋼板を巻き戻した後酸化スケールを除去

し、連続焼鈍亜鉛メッキ工程で、0. 1×(Ar₃変態温度-Ar₁変態温度)+Ar₁変態温度[°C]以上、Ar₃変態温度+50[°C]以下で10秒~3分間焼鈍した後平均冷却速度1~100°C/sでメッキ浴温度以上500°C以下に冷却し、引き続き溶融亜鉛メッキすることを特徴とする亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板の製造方法。

【請求項11】 溶融亜鉛メッキを施した後350~550°Cで合金化処理する事を特徴とする請求項10に記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板の製造方法。

【請求項12】 热間圧延時の仕上げ圧延前に、高压水を鋼板表面に吹き付けて酸化スケールを除去することを特徴とする請求項10または11に記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板の製造方法。

【請求項13】 热延後巻取った熱延鋼板を巻き戻し、酸洗後冷延し、その後連続焼鈍亜鉛メッキを施すことを特徴とする請求項10~12のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板とその製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、高強度化かつ耐食性を必要とする部材、例えば自動車の足廻り、メンバーや内外板などに用いられる亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 地球温暖化問題からCO₂排出量の削減が強く求められている。これに伴い自動車の燃費規制が世界各国で強化される趨勢にある。燃費の向上には車体重量の減量化が必要となり、主要な構成材料である鋼板の薄手化が求められている。鋼板の薄手化を進める場合に重要なのは、①加工性を損なわずに高強度化すること②耐食性を向上させること等が挙げられる。

【0003】 ①については、フェライト+マルテンサイト+ベイナイトのいわゆる複相鋼板や残留オーステナイトの変態誘起塑性の活用により高強度・高延性化が実現可能であることが示されている。例えば、特開昭58-6937号公報や特開昭60-121225号公報ではフェライト+マルテンサイトを主相とすることで低降伏比かつ高延性を達成した高強度鋼板を、特開平1-230715号公報、特開平2-217425号公報や特開平1-79345号公報では、C-Si-Mn系成分を基本組成とした鋼で、二相域焼鈍後ベイナイト変態を活用した熱処理を施すことや熱延後の冷却と巻取りを制御することで残留オーステナイトを生成させ高延性を達成した高強度鋼板を得ることが開示されている。ここで、マルテンサイトや残留オーステナイトを充分生成させるためにはパーライトや炭化物の生成を抑制するため焼鈍

後の冷却速度を充分に確保することが必要である。さらに、残留オーステナイトの確保にはベイナイト変態温度である350～450℃である程度保持することが必要となる。

【0004】また、②については、溶融亜鉛メッキの活用が工業的には最も有用な手段の1つである。しかし、①にあるような比較的厳密な熱処理パターンでコストが低く目付量も厚くできる溶融亜鉛メッキを行うことは現状のメッキ設備では極めて困難である。また、特にSiを多く(1～2質量%)含むことからもメッキの密着性向上は大きな課題である。これに対し、特公昭61-9386号公報では、溶融メッキ処理に先立ちNiを予め下地メッキする手法や特開平4-254531号公報では鋼板を予め酸化処理する手法などが開発されている。しかしながら、これらの手法は付加的な処理及びそれを行う設備追加が必要となり、コスト高は必携である。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】以上のように、現状の溶融亜鉛メッキラインにて溶融メッキ処理前に何らかの(Ni下地メッキや酸化処理など)なしに高強度・高延性の薄鋼板の製造は未だ困難であると言わざるを得ない。本発明は、上記課題を解決し、現状の溶融亜鉛メッキラインの通常の処理条件にて亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板およびその製造方法を提供する事を目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、現状の溶融亜鉛メッキラインの通常の処理条件にて処理しても、亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板成分およびその製造方法を見出したものである。この成分限定により、薄肉化に対応し得る成形性と耐食性の優れた薄鋼板を供給できる。即ち、本発明の要旨とするところは、

(1) 質量%で、C:0.05～0.2%、Si:0.01～0.3%未満、Mn:0.5～3.0%、P:0.005～0.1%、Al:0.001～2.0%、Co:0.005～2.0%、N:0.0010～0.0100%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【0007】(2) 質量%で、Mo:0.01～0.50%を含んだ前記(1)記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

(3) 質量%で、Nb、TiおよびVの1種又は2種以上を合計で0.01～0.3%を含む事を特徴とした前記(1)または(2)記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

(4) 質量%で、Bを0.0001～0.01%を含むことを特徴とした前記(1)～(3)のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼

板。

【0008】(5) 質量%で、Cr、CuおよびNiの1種又は2種以上を合計で0.01～1.5%を含む事を特徴とした前記(1)～(4)のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

(6) 質量%で、Caおよび希土類元素の1種又は2種を合計で0.0001～0.5%含む事を特徴とした前記(1)～(5)のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

(7) 質量%で、0.9%以上の炭素を含む残留オーステナイト量が体積%で3%以上である前記(1)～

(6)のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【0009】(8) アスペクト比で0.5～3.0の等軸フェライトを体積率で50%以上含んだ前記(1)～(7)のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

(9) 前記(1)～(8)のいずれかに記載の薄鋼板に溶融亜鉛メッキを施した鋼板であって、該メッキ相中ににおいて質量%でFeを5～20%含有することを特徴とする亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板。

【0010】(10) 前記(1)～(6)のいずれかに記載の成分を有する鋳造スラブを鋳造まま、もしくは一旦冷却した後に1000～1300℃の範囲に再度加熱したのち、Ar₃変態温度-10℃以上、Ar₃変態温度+120℃未満で熱延を完了し、その後2℃/秒以上100℃/秒以下で鋼板を冷却し、250℃以上420℃未満で巻き取り、前記鋼板を巻き戻した後酸化スケールを除去し、連続焼純亜鉛メッキ工程で、0.1×(Ac₃変態温度-Ac₁変態温度)+Ac₁変態温度[℃]以上、Ac₃変態温度+50[℃]以下で10秒～3分間焼純した後平均冷却速度1～100℃/sでメッキ浴温度以上500℃以下に冷却し、引き続き溶融亜鉛メッキをすることを特徴とする亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板の製造方法。

【0011】(11) 溶融亜鉛メッキを施した後350～550℃で合金化処理する事を特徴とする前記(1)～(10)に記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板の製造方法。

(12) 热間圧延時の仕上げ圧延前に、高压水を鋼板表面に吹き付けて酸化スケールを除去することを特徴とする前記(1)～(11)に記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板の製造方法。

(13) 热延後巻取った熱延鋼板を巻き戻し、酸洗後冷延し、その後連続焼純亜鉛メッキを施すことを特徴とする前記(1)～(12)のいずれかに記載の亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板とその製造方法にある。

【0012】

【発明の実施の形態】以下に、本発明を詳細に説明する。

C : Cは室温で残留するオーステナイトの安定化に貢献すること、およびマルテンサイト生成にも有効な元素で本発明において最も重要な元素といえる。鋼材の平均C量は、室温で確保できる残留オーステナイトやマルテンサイトの体積分率に影響を及ぼすのみならず、製造の加工熱処理中に未変態オーステナイト中に濃化する事で、残留オーステナイトの加工に対する安定性を向上させることが出来る。しかしながら、この添加量が0.05質量%未満の場合には、最終的に得られるマルテンサイト量や炭素濃度0.9%以上の残留オーステナイト体積分率が3%以上を確保することが出来ないので0.05%を下限とした。

【0013】一方、鋼材の平均C量が増加するに従って確保可能なマルテンサイトまたは残留オーステナイト体積分率は増加し、特に残留オーステナイト体積率を確保しつつ残留オーステナイトの安定性を確保することも可能となる。しかしながら、鋼材のC添加量が過大になると、必要以上に鋼材の強度を上昇させ、プレス加工等の成形性を阻害するのみならず、静的な強度上昇に比して動的な応力上昇が阻害されると共に、溶接性を低下させることによって部品としての鋼材の利用が制限されるようになる。従って鋼材のC量の上限を0.2%とした。

【0014】Si : Siはフェライトの安定化元素であり、フェライト体積率を増加させることによって鋼材の加工性を向上させる動きがある。また、セメンタイトの生成を抑制し効果的にオーステナイト中へのCを濃化させることを可能とすることから、室温で適当な体積分率のマルテンサイトまたはオーステナイトを残留させるためには不可避的な元素であり、0.01%以上添加することが必要である。この様な機能を持つ添加元素としては、Si以外に、Al、PやCu、Cr、Mo等があげられ、この様な元素を適当に添加することも同様な効果が期待される。しかしながら、Siの過剰添加はメッキ性を損なうため質量%で0.01~0.3%未満とした。

【0015】Mn : Mnはオーステナイト安定化元素であり、焼入れ性を向上させてマルテンサイトを生成させることや、室温でオーステナイトを安定化させるためには有効な元素である。特に、溶接性の観点からCの添加量が制限される場合には、この様なオーステナイト安定化元素を適量添加することによって効果的にオーステナイトを残留させること、またはマルテンサイトを生成させることが可能となるため、0.5%を下限とした。また、MnはAlやSi程ではないがセメンタイトの生成を抑制する効果があり、オーステナイトへのCの濃化を助ける働きもする。しかしながら、3.0質量%を越える場合には、母相であるフェライトの硬質化を招くためこれを上限とした。

【0016】P : Pは、鋼材の高強度化や前述のように残留オーステナイトの確保に有効であるが、0.1質量%を越えて添加された場合には鋼材のコストの上昇を招くばかりでなく、耐置き割れ性の劣化や疲労特性、靭性の劣化を招くことから、質量%で0.005~0.1%とした。

Al : Alは、Si同様、フェライト体積率を増加させることによって鋼材の加工性を向上させる働きとセメンタイトの生成を抑制する効果がある。しかしながら、過剰添加はメッキ性を著しく損なうため質量%で0.001~2.0%とした。

【0017】Co : Coはオーステナイト中のC濃度を高めるのに有効な元素であり、安定なオーステナイト形成のためには特に有効であるので0.005%を下限とする。一方で、高価であるため、実用上十分な炭素濃化が図れる添加量として2.0%を上限とした。

N : Nは、C同様、オーステナイトを室温で安定化させて残留させることやマルテンサイト生成のために有効であることから、0.0010%以上とした。一方で、過剰添加は溶接時のプローホール発生の原因となるため、上限を0.0100%とした。

【0018】Mo : MoはAlやSi程ではないがセメンタイトの生成を抑制する効果があり、オーステナイトへのCの濃化を助ける働きもする。また、焼入れ性を向上させマルテンサイト生成を促す。更に、マトリックスであるフェライトやベイナイトを固溶強化させる。しかしながら、添加が0.01質量%未満の場合には、必要なマルテンサイトまたは残留オーステナイトの確保が出来なくなるとともに、鋼材の強度が低くなり、炭化物抑制効果も十分でない。一方、0.50質量%を越える場合には、母相であるフェライトの硬質化を招くためこれを上限とした。

【0019】Nb、Ti、V : 必要に応じて添加するNb、Ti、Vは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化する事が出来るので、合計の含有量として0.01質量%以上添加する。一方、その合計が0.3%を越えた場合には母相であるフェライト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出して延性を劣化させる場合がある。また、このような、炭化物の生成は、本発明にとって重要な残留オーステナイト中へのCの濃化を阻害し、Cを浪費することから上限を0.3重量%とした。

B : 必要に応じて添加するBは、粒界の強化や鋼材の高強度化に有効ではあるので0.0001質量%以上添加する。一方、その添加量が0.01質量%を越えるとその効果が飽和するばかりでなく、必要以上に鋼板強度を上昇させ、加工性も低下させることから、上限を0.01質量%とした。

【0020】Ni、Cr、Cu : 必要に応じて添加するNi、Cr、Cuは全てオーステナイト安定化元素であ

り、室温でオーステナイトを安定化させるため、およびマルテンサイト生成には有効な元素である。特に、溶接性の観点からCの添加量が制限される場合には、この様なオーステナイト安定化元素を適量添加することによって効果的にオーステナイトを残留させることや焼入れ性を向上させるマルテンサイトの生成を促すことが可能となる。また、これらの元素はAlやSi程ではないがセメンタイトの生成を抑制する効果があり、オーステナイトへのCの濃化を助ける働きもするので合計で0.01質量%以上添加する。一方、これらの合計が1.5質量%を越える場合には、母相であるフェライトの硬質化を招くためこれを上限とした。

Ca, Rem: 必要に応じて添加するCa, REMは介在物制御に有効な元素で、適量添加は熱間加工性を向上させるので合計で0.0001質量%以上添加するが、過剰添加は逆に熱間脆化を助長させるため上限を0.5%とした。

【0021】残留オーステナイト中の平均炭素濃度および残留オーステナイト体積率: 残留オーステナイト中の平均炭素量はその安定性を高めて成形加工時に残留オーステナイトの変態誘起塑性を十分に活用するために重要であり、0.9質量%以上含む残留オーステナイトを体積率で3%以上含有することが必要である。残留オーステナイト中の平均炭素濃度が0.9質量%より小さいと残留オーステナイトが極めて不安定で延性向上には寄与しないため、下限を0.9質量%とした。残留オーステナイト中の平均炭素濃度の上限についても、特に限定することなく本発明の効果が得られるが、Cのオーステナイトの固溶限は概ね2質量%であり、これ以上の濃化是不可能で炭化物析出を伴うので好ましくない。また、オーステナイトの体積率の上限は特に限定することなく本発明の効果を得ることが出来るが体積率増加には合金添加量を増加させることが必要となり経済的に不利となるため50%未満が望ましい。

【0022】なお、残留オーステナイトの体積率およびその炭素濃度は特開平11-193439号公報にあるようにX線解析により実験的に求められるもので、Mo-K α 線およびCu-K α 線を用いて得たデータから次式によりそれぞれ算出できる。残留オーステナイトの体積率 = $(2/3) [100 / 10.7 \times (\text{フェライトの } 211 \text{面のX線強度}) / (\text{オーステナイトの } 220 \text{面のX線強度} + 1) + 1] + (1/3) [100 / 10.78 \times (\text{フェライトの } 211 \text{面のX線強度}) / (\text{オーステナイトの } 311 \text{面のX線強度}) + 1]$ また、オーステナイトの(200)、(220)および(311)の各面の反射角から格子定数を求め、炭素濃度 = $(\text{格子定数} - 3.572) / 0.033 [1 \times 10^{-10} \text{ m}]$ で得ることが出来る。

【0023】フェライトのアスペクト比と体積率: 残留オーステナイトばかりでなく主相であるフェライトも充

分な変形能を持たなければ、素材全体の延性は確保されない。延性確保には粒の等軸化が有効で、L断面でのフェライト主相の平均のアスペクト比 (L断面の200~1000倍の10~20視野の光顯観察により、圧延方向と厚さ方向の粒の長さの比を取った値の平均値) を0.5~3.0とし、これらフェライトが体積率で50%以上含む事が必要である。アスペクト比が0.5未満であったり3.0以上であると延性が低下し強度が増加し、結果強度-延性バランスが劣化するため、0.5~3.0に限定した。また、軟質のフェライト相は延性向上に効果的であるため体積率で50%以上とした。上限は特に定めないが、残留オーステナイトの体積率を確保する点から97%未満が望ましい。

メッキ相中のFe濃度: メッキ相と地鉄の密着性を確保する上でメッキ相/母相界面の組成やメッキ相自体の組成は重要な因子である。実際、種々のFe-Znの化合物が形成され、メッキ相中のFe濃度を規定することで密着性を規定できる。質量%で5%以上20%以下であると良好な密着性が得られる。

【0024】熱延条件: 热延ままで本発明の鋼板を製造する場合には、所定の成分に調整されたスラブを鋳造まま、もしくは一旦冷却した後に1000~1300℃の範囲に再度加熱し、熱間圧延を行う。再加熱温度を1000℃未満とすると、スラブの均一加熱が困難となり、表面キズ発生等の問題を生じるので、再加熱温度の下限を1000℃とした。また、再加熱温度が1300℃超では、スラブの変形が激しくなると同時にコスト高となることから、これを上限とした。また、熱延完了温度FTが鋼材の化学成分で決まるAr₃変態温度-10℃未満である場合には時に鋼板の表層部及びその近傍に加工フェライト層が生成し、加工性を著しく劣化させると同時に、動的な変形抵抗を下げる。従ってこれを熱延完了温度の下限値とする。また熱延完了温度がAr₃変態温度+120℃以上の場合には必要以上に鋼板の強度が上昇するのみならず、組織の粗大化が起こり、鋼板動的変形抵抗の上昇を阻害する。またこの様な高温で熱延が完了された場合には鋼板の表面粗度が大きくなり、表面品位を落とす。従って、これを熱延完了温度の上限値とする。尚、Ar₃変態温度はAr₃=901-325×%C+33×%Si-92×(%Mn+%Ni/2+%Cr/2+%Cu/2+%Mo/2)で計算される。

【0025】鋼板は熱延完了後に冷却されるが、このときの冷却速度を2℃/秒未満もしくは100℃/秒超とすることは、大量生産の工程条件上困難であることから、これを下限、上限とした。また冷却の方法は一定の冷却速度で行っても、途中で低冷却速度の領域を含むような複数種類の冷却速度の組み合わせであってもよい。冷却後鋼板は巻き取り処理が行われるが、巻き取り温度が250℃未満ではマルテンサイトの生成が過多となつて加工性を損なうので下限を250℃とした。また、炭

化物析出を抑制する目的で低温巻き取りとして巻取温度を420℃未満とした。巻き戻し後、メッキぬれ性を十分確保するため酸化スケールを除去する。酸化スケールは酸洗や、メカデスケ等により除去できる。

【0026】連続焼鈍亜鉛メッキ条件：熱延又は冷延後の溶融亜鉛メッキに於いては、充分な2相域での焼鈍、すなわち、焼鈍温度が鋼の化学成分によって決まる A_{c1} 変態温度及び A_{c3} 変態温度（例えば「鉄鋼材料学」：W. C. Leslie著、幸田成康監訳、丸善P273）で表現される $0.1 \times (A_{r3} - A_{c1}) + A_{c1}$ [℃]未満の場合には、焼鈍温度で得られるオーステナイト量が少ないので、最終的な鋼板中に安定して残留オーステナイトを残すことができないためにこれを焼鈍温度の下限とした。また焼鈍温度が A_{c3} 変態温度+50 [℃]を越ても何ら鋼板の特性を改善することができない一方で製造コストの上昇をまねくために、焼鈍温度の上限を A_{c3} 変態温度+50 [℃]とした。この温度での焼鈍時間は鋼板の温度均一化とオーステナイト量の確保のために最低10秒以上必要である。しかし、3分超では効果が飽和するのみならずコストアップにつながることから、これを上限とした。

【0027】その後の一次冷却はオーステナイトからフェライトへの変態を促して、未変態のオーステナイト中にCを濃化させて最終的に残留するオーステナイトの安定化をはかるのに重要である。この冷却速度を1℃/秒未満にすることは、必要な生産ライン長を長くしたり、生産速度を極めて遅くするといった製造上のデメリットを生じるために、この冷却速度の下限を1℃/秒とした。また、設備能力上の冷速の上限として100℃/sとした。また、冷却停止温度は炭化物析出を抑制するため500℃以下とし、メッキ浴温度まで冷却しても本発明の効果を得ることが出来る。さらに、合金化処理として350℃以上とした。350℃未満では十分な合金化がなされずに、合金化の目的が達せられない。また、炭化物析出抑制の観点からは550℃以下が望ましい。再加熱後、酸化スケール除去のため、高圧水によるデスケーリングを以下の条件で行うことが望ましい。

【0028】仕上げ熱延前のデスケーリング：仕上げ熱延前の鋼板表面に、衝突圧 P (MPa) × 流量 L (リットル/ cm^2) ≥ 0.0025 の条件を満たす高圧水で、酸化スケール除去を行うこととする。ここで酸化ス

ケールを十分除去することは、メッキの密着性を十分確保する上で重要となる。ここで、鋼板表面での高圧水の衝突圧 P は以下のように記述される。（「鉄と鋼」1991 vol. 77 No. 9 p 1450参照）

$$P \text{ (MPa)} = 5.64 \times P_0 \times V / H^2$$

ただし、

P_0 (MPa) : 液圧

V (リットル/miⁿ) : ノズル流液量

H (cm) : 鋼板表面とノズル間の距離

【0029】流量 L は以下のように記述される。

$$L \text{ (リットル/cm}^2\text{)} = V / (W \times v)$$

ただし、

V (リットル/miⁿ) : ノズル流液量

W (cm) : ノズル当たり噴射液が鋼板表面に当たっている幅

v (cm/miⁿ) : 通板速度

衝突圧 P × 流量 L の上限は本発明の効果を得るために特に定める必要はないが、ノズル流液量を増加させるとノズルの摩耗が激しくなる等の不都合が生じるため、0.02以下とすることが好ましい。

【0030】

【実施例】表1に示す成分の各鋼を、25kgインゴットに鋳造して1200℃に加熱後、熱間圧延して各鋼の成分で決まる A_{r3} 変態点-10℃以上、 A_{r3} 変態点+120℃未満（概ね900℃）で熱間圧延を終了して高圧水を鋼板表面に噴射することで50℃/sで370℃まで冷却した後370℃×1h保定後炉冷の巻き取り処理を行った。また、一部鋼種については、仕上げ熱延前に、衝撃圧2.7MPa、流量0.001リットル/ cm^2 の条件で高圧デスケーリングを行った。得られた熱延板はメッキ試験および冷間圧延に使用した。冷延後、 $0.5 \times (A_{c3} - A_{c1}) + A_{c1}$ ℃の温度で1分焼鈍の2相域加熱した後平均冷却速度2.5℃/sで450℃まで冷却してその後530℃で10秒保定し空冷したのち機械的性質を調査した。亜鉛メッキ試験は、熱延板および冷延板について、60度曲げ・戻し試験を先端曲率半径3mmで行い、その内側にテープ着脱を行い外観検査にて評価した。

【0031】

【表1】

表1 各鋼の化学成分

鋼種	C	Si	Mn	P	Al	Co	N	Mo	Nb	Ti	V	B	Cr	Cu	Ni	Ca	Rem
A	0.08	0.25	2.2	0.02	0.2	0.2	0.005										
B	0.09	0.2	2.1	0.02	0.05	0.3	0.0027										
C	0.1	0.05	2.5	0.03	0.3	0.4	0.0031	0.1									
D	0.1	0.25	2	0.01	0.3	0.25	0.003		0.03								
E	0.09	0.15	2.7	0.02	0.33	0.2	0.0067			0.02	0.05						
F	0.09	0.2	2.3	0.02	0.32	0.31	0.003					0.0009					
G	0.11	0.017	2.3	0.02	0.15	0.24	0.003						0.2				
H	0.11	0.23	2.1	0.02	0.26	0.4	0.0027							0.2	0		
I	0.1	0.14	2.4	0.02	0.27	0.01	0.0026								0.001		
J	0.11	0.21	2	0.02	0.04	0.04	0.0029										0.0008
K	0.08	1.8	2	0.02	0.032		0.0034										
L	0.09	0.2	2.5	0.03	3.5	0.05	0.0031										
M	0.09	0.26	2.4	0.03	0.1	0.1	0.0032	1.5									
N	0.1	0.2	2.5	0.03	0.045	0.06	0.0033		0.4								
O	0.09	0.26	2.1	0.03	0.036	0.1	0.0034			0.5							
P	0.09	0.14	3	0.03	0.09	0.15	0.003					0.015					
Q	0.07	0.12	2.9	0.02	0.04	0.05	0.0033						1.7				
R	0.08	1.3	1.2	0.02	0.035	0.04	0.0042										0.6

【0032】表2に各鋼の機械的性質を示す。発明鋼であるA～J鋼の熱延板および冷延板共にTS×EI. > 21000 MPa・%と良好な強度延性バランスを示すことが判る。一方、比較鋼のK, M～Rは、TS×EI. < 20000 MPa・%にとどまることが判る。

一方で、Alを多量添加したL鋼は良好な機械的性質を示すが、メッキ性が良好でないことが表3から判る。

20 【0033】

【表2】

表2 各鋼の機械的特性、残留オーステナイト量とその炭素含有量、フェライト母相の量とその粒径の平均アスペクト比

鋼種	熱延板或いは 冷延板	TS	EI	C - GAMMA	Vf - Gamma	Vf - ferrite	フェライト- アスペクト比	Ac ₁	Ac ₃	Ar ₃	備考
A	冷延板	605	35.6	1.19	5.3	90	1.8	706.735	884.1212	680.85	発明鋼
B	冷延板	605	36.1	1.17	5.7	91	2	706.35	820.94	685.15	
C	冷延板	610	35.5	1.15	5.3	90	2.3				
D	冷延板	650	33	1.18	6.4	89	2.3	697.705	908.6526	635.55	
E	冷延板	640	33	1.08	6.3	88	2.4				
F	冷延板	690	33.2	1.07	7.5	88	1.8	708.875	915.4426	692.75	
G	冷延板	685	33	1.05	7.1	88	2	698.475	912.705	628.3	
H	冷延板	610	35.6	1.09	5.9	89	2.2	704.21	922.94	666.75	
I	冷延板	620	34.3	1.1	5.1	90	2.7	701.589	837.7175	646.851	
J	冷延板	620	34	1.01	5.3	90	2.8				
K	冷延板	650	33.5	1.08	6.1	90	2.8	702.153	890.4386	656.64	
L	冷延板	620	33.9	0.99	6.4	90	2.9	701.394	893.5256	652.32	比較鋼
M	冷延板	610	34.5	1	5.9	90	1.9	707.711	813.1046	688.18	
N	冷延板	615	34.2	0.98	6.7	90	2.1				
O	冷延板	625	33	0	0	90	2	753.98	892.2062	750.4	
P	冷延板	630	32	0	0	91	2.2				
Q	冷延板	640	35	1.12	6.3	90	2	702.07	2195.94	648.35	
R	冷延板	630	34	1.09	5.4	89	2.2				
S	冷延板	700	27	0.8	2.3	92	2	704.886	888.872	590.53	
T	冷延板	730	23	0	0	93	2.6	702.07	810.2076	645.1	
U	冷延板	735	22	0	0	93	3.1				
V	冷延板	720	22	0	0	93	2.9	708.096	825.022	687.13	
W	冷延板	690	24	0.8	3.1	92	2.2	694.974	814.258	600.37	
X	冷延板	680	25	0.8	3	91	2.1	724.192	778.8117	537.21	
Y	冷延板	630	32	0.99	4.2	92	2.2	747.99	895.0562	807.5	

【0034】

【表3】

表3 メッキ性

鋼種	熱延板	冷延板	備考
B	OK	OK	発明鋼
C	OK	OK	
D	—	OK	
F	—	OK	
G	OK	OK	
J	OK	OK	
K	NG	NG	比較鋼
L	NG	NG	

OK : 刺離無し

NG : 刺離有り

【0035】

【発明の効果】本発明により、現状の溶融亜鉛メッキラインの通常の処理条件にて亜鉛メッキ密着性および成形性の優れた高強度薄鋼板を得ることができる極めて優れた効果を奏するものである。

フロントページの続き

(51) Int.Cl.⁷

C 22 C 38/58
C 23 C 2/06
2/28

識別記号

F I

C 22 C 38/58
C 23 C 2/06
2/28

テマコト⁺ (参考)

(72) 発明者 森本 康秀

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

F ターム (参考) 4K027 AA02 AA23 AB02 AB07 AB28

AB42 AC02 AC12 AC18 AC73
AE12 AE18 AE27

(72) 発明者 宮坂 明博

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA08
AA09 AA10 AA11 AA12 AA14
AA16 AA17 AA19 AA21 AA22
AA23 AA27 AA31 AA35 AA36
AA40 BA01 CA02 CA03 CC03
CC04 CD02 CD03 CE01 CF03
CH04

4K037 EA01 EA02 EA06 EA09 EA10
EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
EA18 EA19 EA20 EA23 EA27
EA31 EA32 EA36 EB05 EB09
EB12 EB13 FA02 FA03 FA06
FC03 FC04 FD02 FD03 FD04
FE01 FE06 FF02 FF03 FH01
FJ05 FJ06 FK02 FK03 GA05
GA07 GA08 JA06

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.